

First Hit

Previous Doc

Next Doc

Go to Doc#



Print

L35: Entry 3 of 5

File: JPAB

Feb 26, 1991

PUB-NO: JP403044422A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 03044422 A

TITLE: MANUFACTURE OF HIGH CARBON THIN STEEL SHEET

PUBN-DATE: February 26, 1991

INVENTOR - INFORMATION:

NAME _____

COUNTRY

FUKUI, KIYOSHI

OKAMOTO, ATSUKI

INT-CL (IPC) : C21D 9/46; C21D 8/02; C22C 38/00; C22C 38/60

ABSTRACT:

PURPOSE: To stably manufacture the high carbon steel sheet for a high hardness member having effectively suppressed decarburizing reaction on a surface layer, at the time of manufacturing the high carbon thin steel sheet, by subjecting a hot rolled sheet of a high carbon steel to softening in a specified temp. area without executing descaling and, if required, thereafter subjecting it to cold rolling and annealing.

CONSTITUTION: A medium-high carbon slab having the compsn. contg., by weight, 0.30 to 1.20% C, <1.0% Si, <1.50% Mn, <0.050% P, <0.050% S and 0.01 to 0.10% Sb or furthermore contg. one or more kinds among <1.50% Cr, <0.50% Mo and <2.0% Ni is hot rolled into a hot rolled sheet, which is thereafter coiled at $\geq 450^{\circ}\text{C}$ and is subjected to air cooling. Since the decarburization on the surface of the hot rolled sheet can effectively be prevented by the incorporation of Sb, descaling can be unnecessitated. Then, the sheet is subjected to softening in the temp. area of 600 to $(\text{Ac}1+40)^{\circ}\text{C}$ or 600 to $(\text{Ac}+40)^{\circ}\text{C}$ and, if required, is furthermore subjected to one or plural times of cold rolling and annealing. Its decarburization at the time of heat treatment such as spheroidizing needed for the softening and quenching, tempering and austempering for improving the strength can effectively be suppressed, by which the high hardness steel sheet can stably be manufactured.

COPYRIGHT: (C) 1991, JPO&Japio

Previous Doc

Next Doc

Go to Doc#

⑫ 公開特許公報(A)

平3-44422

⑬ Int.Cl.⁹ 識別記号 庁内整理番号 ⑭ 公開 平成3年(1991)2月26日
 C 21 D 9/46 E 8015-4K
 8/02 7139-4K
 // C 22 C 38/00 3 0 1 W 7047-4K
 38/60

審査請求 未請求 請求項の数 3 (全8頁)

⑮ 発明の名称 高炭素薄鋼板の製造方法

⑯ 特 願 平1-177336

⑰ 出 願 平1(1989)7月10日

⑱ 発 明 者 福 井 清 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内

⑲ 発 明 者 岡 本 篤 樹 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内

⑳ 出 願 人 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

㉑ 代 理 人 弁理士 広瀬 章一 外1名

明 細 書

1. 発明の名称

高炭素薄鋼板の製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) 重量割合で、

C: 0.30~1.20%、 Si: 1.00%以下、
 Mn: 1.50%以下、 P: 0.050 %以下、
 S: 0.050 %以下、 Sb: 0.01~0.10%、

残部Feおよび不可避免的不純物

からなる鋼組成を有する鋼片を熱間圧延後、450℃以上の温度域で巻き取り、冷却した後、脱スケールすることなく 600~(Ac₁+40)℃あるいは600~(Ac_{cm}+40)℃の温度域で軟化焼鈍を行うことを特徴とする高炭素薄鋼板の製造方法。

(2) 軟化焼鈍を行った後に、さらに1回もしくは複数回の冷間圧延および焼鈍を行うことを特徴とする請求項1記載の高炭素薄鋼板の製造方法。

(3) 重量割合で、前記鋼片がさらにCr:1.50 %以下、Mo:0.50 %以下およびNi:2.00 %以下の合金成分の1種または2種以上を含有する請求項1ま

たは請求項2記載の高炭素薄鋼板の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は、耐脱炭性に優れた高炭素薄鋼板の製造方法に関する。さらに詳述すれば、本発明は、高炭素薄鋼板の製造工程において軟質化に必要な球状化焼鈍、目的の強度を付与するための焼入れ・焼戻し、あるいはオーステンパー等の熱処理工程において生じる板表面の脱炭を効果的に抑えることができ、例えばギヤ、ワッシャー、刃物等の高硬度部材の製造合理化に対して非常に有効な高炭素薄鋼板の製造方法に関するものである。

(従来の技術)

一般に、ギヤ、ワッシャー、刃物、鋸、座金等の高硬度部品には、JIS G3311に規定されるSK7H~SK1H等の低Mn系の非常に高いC成分を有する鋼種や、S45CH~S70CH等の高炭素冷延鋼板が素材として用いられている。

その製造方法としては、熱延鋼板を酸洗した後、必要に応じて焼鈍を行い、熱延板としての製品と

するか、或いはさらに冷間圧延とそれに続く球状化焼鈍とを施し、適当な強度に調整する。これらから、打ち抜き、成形して得られた製品を、その後の焼入れ・焼戻し等の熱処理にて硬化させてから用いるのが普通である。

ここで、前記各製品用の素材鋼板には、成形加工前は軟質で加工し易く、成形加工後に施される熱処理によって初めて所望の強度が得られ、かつ製品としての使用に十分な硬度と耐摩耗性とを発揮するものであることが要求されるため、一般的にC量の高い材質が選ばれる。

(発明が解決しようとする課題)

しかし、従来の素材はC量の増大とともに熱延板での硬度が増大し、製品への加工時の成形性、或いは冷間圧延時の圧下率について大きな制約を受けていた。このため、製造工程は、焼鈍の長時間化、冷間圧延回数または焼鈍回数の増大といった多くの問題を有していた。そこで、本発明者らは、熱延板の成形性向上、冷間圧延時の圧下率向上を目的として熱延板での組織の微細化をはかり、

かつ熱延板での軟質化の必要性を認識するに至った。

この両方を満足するには、熱間圧延工程での仕上げ圧延後の急冷と、熱延板の焼鈍とが必要となる。しかし、圧延後の急冷により熱延板の硬度が増大するため、焼鈍前の酸洗が困難となることが問題であった。そこで、本発明者らは熱延板の酸洗による脱スケールを省略して、軟化焼鈍を行う手段を検討した。

これら焼鈍については一般に $(Ac_1-50) \sim Ac_1$ で、あるいは $Ac_1 \sim (Ac_1+30)$ での温度域において6~24hrの長時間にわたって均熱される箱焼鈍のプロセスを用いており、このときの雰囲気には N_2 、Ar等の不活性雰囲気かコークスガス、メタン等の浸炭雰囲気において行われ、この雰囲気ガスは脱炭防止のため慎重に選択されている。しかし、このような雰囲気下においても、付着したスケールのため板表面には脱炭層が形成されてしまい、問題となっていた。

これら熱処理工程における板表面からの脱炭に

ついては、下記の2種の原因が考えられる。

まず、第1に熱延工程における酸化スケールが板表面に残存した場合、均熱中にこのスケールの主成分である FeO が分解し O_2 を発生し、板表面から分離する。残されたスケールは、純鉄となり板表面に脱炭層が形成される。

第2に、雰囲気ガス中の O_2 濃度が上昇すると板表面において O_2 がO原子に分離し、板表面から内部に侵入する。このO原子が板表面中のCと結合することにより、 CO 、 CO_2 を形成して板表面から外部へ放出される。この後に脱炭層が形成されるものである。

このようにして形成された脱炭層は、板表面の硬度を低下させ耐摩耗性を著しく劣化させるばかりでなく、強度の低下をも招くものであり、その発生に対しては非常に注意を払わなければならないものである。

このような事情や前述した工具鋼の製造プロセスにおけるコスト低減要求をもふまえて、本発明者らはこれらの要求に応えるためには、材質その

ものにおいてこれら脱炭を効果的に抑制することができる鋼種の開発が必要であるとの認識を持つに至った。

ここに、本発明の目的は、耐脱炭性に優れた高炭素薄鋼板の製造方法を提供することにある。

(課題を解決するための手段)

そこで、本発明者らは上記目的を達成するために、これら成形性、或いは冷間圧延における圧下率の向上に対する手段について種々の検討を重ねた結果、熱延板の組織およびその組織形成過程における硬度上昇の抑制、更にその対策過程での脱炭の防止について以下に示す新規知見を得た。

(a) 熱延板にて微細な組織を得るには、熱間圧延後450℃以上の比較的低い温度域での巻取りが必要であること。

(b) さらに、このような微細な組織を有する熱延板は、一般に硬度が高く、熱間圧延完了後、必要に応じて600℃以上の適当な温度域に再加熱して軟化焼鈍を行うことが必要であること。

(c) 従来の熱延板では、このような再加熱により

板表層に脱炭層を生じるため、本発明においては、鋼板に0.01重量%以上のSbを添加しておき、この鋼板を薄鋼板に圧延すると焼鈍、あるいは焼入れ等の加熱時において、含有されているSbが表層において O_2 ガスのO原子への分解を抑制するため、板表層へのO原子の侵入が防止されて板表層におけるCとOとの反応が抑えられることから、脱炭は効果的に防止されること。

(d) このようなSbの脱炭防止効果は、一般にJIS規格においてSC材、SE材と呼ばれている一般高炭素鋼板においてばかりでなくSCM材、SKS材とよばれるCr-Mn系あるいはMn系の低合金高炭素鋼板においても、有効であること。

(e) しかし、SbはP、Snと同様にオーステナイト域に加熱された場合、オーステナイト粒界に偏析し冷却後の旧オーステナイト粒界強度を低減し、ここにおける粒界破壊を生ずる特性をもっている。このため、粒界強化の観点からSbの添加量には上限を設ける必要があること。

これらの(a)ないし(e)に示す知見に基づいて、本

明、本明細書において「%」は特にことわりがない限り「重量%」を意味するものとする。

まず、本発明において用いる鋼片の組成を限定する理由を説明する。

(a) C

鋼板に所望の硬度並びに耐摩耗性を付与するためには、C含有量を0.30%以上とする必要があり、一方、1.20%を越えて含有させるとセメントナイト量が増大し、靱性を著しく劣化させることから製品としての耐久性の確保が非常に困難となる。したがって、C含有量は0.30~1.20%と定めた。

(b) Si

製品として適当な硬度を付与するために添加が必要であるが、1.00%を越えて含有させると鋼板が硬質となって脆化する傾向を示すことから、Si含有量は1.00%以下と定めた。

(c) Mn

耐摩耗鋼板においては、一般にMnは耐摩耗性向上のため多量に添加されるが、本発明にかかる鋼板においてもこの目的のため上限を1.50%として

発明者らはさらに検討を重ねた結果、本発明を完成するに至った。

ここに、本発明の要旨とするところは、重量%で、

C: 0.30~1.20%、 Si: 1.00%以下、
Mn: 1.50%以下、 P: 0.050%以下、
S: 0.050%以下、 Sb: 0.01~0.10%、
さらに必要に応じて、Cr: 1.50%以下、Mo: 0.50%以下およびNi: 2.00%以下の合金成分の1種または2種以上、

残留Feおよび不可避的不純物

からなる鋼組成を有する鋼片を熱間圧延後、450℃以上の温度域で巻き取り、冷却した後、脱スケールすることなく600~(Ac₁+40)℃で、あるいは600~(Accm+40)℃の温度域で軟化焼鈍を行い、さらに必要に応じて1回もしくは複数回の冷間圧延および焼鈍を行うことを特徴とする高炭素薄鋼板の製造方法である。

(作用)

以下、本発明を作用効果とともに詳述する。な

る。添加する。しかし、これを越えて添加した場合、鋼の靱性を劣化させ使用中の製品の破損等につながることから、1.50%を越えての添加は好ましくない。したがって、Mn含有量は1.50%以下と定めた。

なお、Mnの低下は焼入れ性の低下につながることから少なくとも0.30%以上のMnを添加することが望ましい。

(d) P

Pは鋼のオーステナイト粒界に偏析することにより、焼き入れ、焼き戻し後の製品の靱性に大きな影響を有するものである。このP含有量は低いほど靱性上好ましいことは言うまでもない。そして、P含有量が0.050%を越えると粒界にPが偏析し、粒界脆化を生じ易くなることからP含有量は0.050%以下と定めたが、望ましくは0.020%以下に制限するのがよい。

(e) S

通常の鋼板においてもSは低い方がよいが、特に本発明に係るような高強度鋼板では、MnSの

存在が韧性劣化に著しい影響を及ぼす。このため S 含有量を 0.050 % 以下と設定したが、望ましくは 0.020 % 以下に抑えることである。

(f) Sb

高炭素鋼に 0.01 % 以上の Sb を添加し、これを薄鋼板に圧延すると焼鈍、或いは焼入れ等の加熱時において、含有されている Sb が表層において O₂ ガスの O 原子への分解を抑制するため、表層への O 原子の侵入が防止される。このため、板表層における C と O との反応が抑えられることから、脱炭は効果的に防止されることとなる。

しかし、Sb は P、Sn と同様にオーステナイト域に加熱された場合、オーステナイト粒界に偏析し冷却後の旧オーステナイト粒界強度を低減し、ここにおける粒界破壊を生ずる特性をもっている。このため、粒界強化の観点から Sb の添加量の上限を 0.10 % と制限する必要がある。

このため、Sb 添加量は 0.01 ~ 0.10 % と制限したが、効果的な脱炭抑制作用の確保、または韧性確保の観点から 0.02 ~ 0.08 % 程度の添加がさらに望

工性を劣化させることなく熱処理後の高韧性を維持する作用をもたらす。

一般に、鋼は焼入れ後 300 °C 前後の温度で焼戻しすると、いわゆる「低温焼戻し脆化」を生じて著しく脆くなる。この脆化に対し、Mo 添加は有効である。

このため、本発明に係る鋼板においては、必要に応じて 0.50 % を上限として Mo を添加するものとする。

但し、この上限を超えてもこの韧性向上の効果については飽和状態となり、またコスト上昇にもつながるのでこの上限は超えないものとする。

また、この韧性向上効果を得るには 0.15 % 以上の Mo 添加が望ましい。

(i) Ni

Ni には鋼の加工性を向上させる作用があり、本発明においても必要に応じて積極的に添加される成分であるが、その含有量は 2.00 % 以下とすることが望ましい。この Ni 添加は、圧延時の割れの発生を効果的に抑制し、さらにユーザーにおける加

ましい。

さらに、本発明における鋼片は、上記組成以外に、必要に応じて、Cr、Mo、Ni のうちの少なくとも 1 種を添加してもよい。これらは、本発明にかかる鋼の焼入れ性および加工性等の機械特性をさらに改善するために添加されるものであり、これらの添加量およびその理由について、以下、分説する。

(ii) Cr

Cr は主として焼入れ性向上を目的として必要に応じて添加される成分であるが、1.50 % を超えて含有させると鋼の硬質化を招いて脆化する。このことから、本発明において用いる鋼片では焼入れ性向上のために必要に応じて Cr を添加し、その上限を 1.50 % とする。また、焼入れ性向上を目的とした場合、0.15 % 以上を目標として Cr を添加するのが望ましい。

(iii) Mo

Mo は必要に応じて添加される成分であり、Mo の添加により鋼板の熱処理（焼入れ、焼戻し）前の加

工に際しても、その加工を容易にするものである。これは、フェライト母相の変形抵抗を低減するためであると考えられる。

一方、2.0 % を超えて Ni を添加しても鋼板の製造コスト上昇を招くだけで加工性向上効果は飽和することから添加量の上限を 2.0 % と設定した。

本発明は、上記組成を有する鋼片を熱間圧延を行って巻き取った後、脱スケールせずにある特定の温度域で軟化焼鈍を行う。以下、これらの製造条件について説明する。

(1) 熱間圧延は、Ar₃ あるいは Ac_{cm} 点以上の温度域で行うことがセメントサイトをオーステナイト中へ完全に固溶させるという観点からは望ましい。次いで、このようにして熱間圧延を終えた鋼板を 450 °C 以上、好ましくは 500 °C 以上の温度域で巻き取り、冷却する。このように巻き取り温度を制限するのは、得られる熱延板の組織が微細化することにより焼鈍時のセメントサイトの球状化が効率的になされることを利用するためである。このため、巻き取り温度条件は低い程効果的であるが、巻き取り

時の硬化による割れの発生等の障害が生ずるため、巻取り温度は、450℃以上と限定した。さらに好ましくは500℃以上である。また、この巻取り温度の上限は熱延板の組織の微細化の観点から650℃とすることが望ましい。なお、本発明者らの知見によれば、巻取り後の冷却時の冷却速度の増大により、焼鈍時のセメントタイトの球状化、微細化が促進されることから、冷却速度は大きいほど望ましい。

04 巻取り後の軟化焼鈍温度条件

上述のように450℃以上の比較的低温にて巻取られた熱延板は、巻取り温度までの冷却速度が大きい場合に特に、その硬度が大きく、冷間圧延前の酸洗工程、或いは冷間圧延工程において破断などの障害を生じる恐れがある。

この防止対策として、熱延板を酸洗による脱スケールすることなく、600～(Ac₁+40)℃、あるいは600～(Ac_{cm}+40)℃の温度域まで加熱し冷却することが必要である。焼鈍温度が600℃未満であると、硬度および限界圧縮率ともに改善され

ず、また(Ac₁+40)℃超あるいは(Ac_{cm}+40)℃超であると冷却中にセメントタイトがラメラ状(層状)に析出するため、冷間圧延に悪影響を与えることになるからである。

この時の雰囲気条件としては、N₂、Ar等の不活性雰囲気かコークスガス、メタン等の還元雰囲気、あるいは大気中において行われ、この雰囲気ガスは脱炭防止のためスケールの形成状況により適宜調整するが、従来のSbを添加しない鋼に比べ、その選択条件は非常に広がる。

また、焼鈍後の冷却条件としては100℃/hr以下の比較的ゆっくりとした速度で冷却することが望ましい。

このように、脱スケールすることなく軟化焼鈍された熱延板に対しては、通常の場合酸洗による脱スケールの後、必要に応じて1回もしくは複数回の冷間圧延および球状化焼鈍を行う。このようにして、従来の熱延板を酸洗し冷間圧延を行う場合に比較して、非常に軟質で、大きな冷圧率を有する高炭素薄鋼板を得ることができる。

実施例により、さらに本発明を詳しく説明するが、これはあくまでも本発明の例示であり、これにより本発明が限定されるものではない。

実施例 1

第1表に示す化学組成を有する鋼片No Aないし鋼片No Gに対し、

仕上げ圧延温度：850℃

冷却速度：50℃/Sec

巻取温度：550℃

の条件の熱間圧延を行った後、スケールが付いたまま650℃、680℃または740℃の各温度において24時間均熱する焼鈍を行った。なお、熱延板焼鈍での加熱冷却速度は40℃/hrであった。

第 1 表

鋼片 No	C	Si	Mn	P	S	Sb	Ac ₁ (℃)	Ac _{cm} (℃)	凡例	備考
A	0.35	0.18	0.81	0.021	0.010	0.014	805	—	○	本 発 明 例
B	0.51	0.21	0.81	0.021	0.008	0.026	760	—	◎	
C	0.65	0.20	0.79	0.028	0.008	0.041	745	—	●	
D	0.79	0.18	0.81	0.028	0.008	0.045	—	735	□	
E	1.01	0.20	0.82	0.029	0.009	0.051	—	820	■	
F	0.44	0.20	0.81	0.025	0.011	0.002*	775	—	×	比 較 例
G	0.98	0.19	0.81	0.025	0.011	0.005*	—	820	▼	

(注) *は本発明の範囲外

このときの表層からの脱炭層の発生(表層からの脱炭深度)に及ぼすSb添加量の影響を第1図にグラフで示す。

この結果から、各温度条件において脱炭を効率的に抑制するには、本発明にかかる範囲内におけるSbの添加を行った鋼片である鋼片No A～No Eが適当であることが認められた。

実施例 2

第1表に示す組成の鋼片を下記条件で熱間圧延してから、脱スケールすることなく軟化焼鈍を行い、この軟化焼鈍を完了後酸洗した。このときの

熱延板の焼鈍温度による硬度の変化と焼鈍後の限界冷圧率との変化を調べ、結果を第2図に示した。

本例の熱間圧延条件は

仕上げ温度 : 850℃

冷却速度 : 100℃/Sec

巻取温度 : 500℃

の通りであった。なお、熱延板焼鈍時の加熱冷却速度は40℃/hrであった。

これらの結果より600℃より低い温度での焼鈍は、硬度が高すぎ、また限界冷圧率が非常に低いことが認められる。このことから、本発明の範囲である600℃以上の温度域での焼鈍により軟質化と、限界冷圧率の向上が達成されることが確認された。

実施例3

本例では同じく第1表に示す鋼を使用して、本発明において限定した巻取温度の条件の影響について調べた。結果を第3図にまとめて示す。

なお、このときの熱間圧延および焼鈍条件は、次の通りであった。

仕上げ温度 : 850℃

冷却速度 : 100℃/Sec

熱延板焼鈍条件: 窒素中 680℃×24hr

これらの結果から、巻取温度が低いほど焼鈍後の硬度が低下することが認められた。

なお、熱間圧延の仕上げ後の冷却速度については、本発明においては特に限定していないが、第4図に示すように、冷却速度の増大により、焼鈍後は軟質化することが認められている。このときの熱間圧延および焼鈍条件は

仕上げ温度 : 850℃

巻取条件 : 各冷却速度で冷却の後

500℃にて巻取り

熱延板焼鈍条件: 窒素中 680℃×24hr

熱延板の加熱冷却速度 : 40℃/hr

の通りであった。

前述したようにセメント組織が微細化することにより、焼鈍中の球状化がより効率的になされるものであり、かかるセメントの微細化には、冷却速度は大きいほど望ましい。具体的には

1~10℃/sec程度が有効である。

実施例4

第2表に示す鋼片№Jないし鋼片№Yの鋼種について本発明の条件に従って脱スケールを行うことなく熱間圧延後の焼鈍を行い、続いて冷間圧延、更に仕上げ焼鈍を行って、板厚2.5mmの薄鋼板を作成した。これらの鋼板の焼き入れ、焼き戻し後の硬度と、吸収エネルギー、更に表層からの脱炭深度について調査を行い、その結果を第2表に示した。

(以下余白)

第 2 表

鋼片 No.	材 料 化 学 組 成						硬 度 (HRC)	吸収 エネルギー (kgf-m)	焼 鈍 時 脱炭深度 (μ m)	備 考
	C	Si	Mn	P	S	Sb				
J	0.32	0.18	0.81	0.021	0.010	0.038	32.1	1.8	9	本発明例
K	1.15	0.21	0.81	0.210	0.008	0.025	39.2	0.6	3	
L	0.65	0.95	0.79	0.028	0.008	0.040	38.7	1.1	4	
M	0.64	0.18	1.47	0.028	0.008	0.045	40.3	1.2	2	
N	0.65	0.20	0.82	0.043	0.009	0.050	34.1	0.8	5	
O	0.63	0.20	0.81	0.025	0.043	0.045	33.8	0.9	4	
P	0.67	0.19	0.81	0.025	0.011	0.012	31.9	1.3	8	
Q	0.64	0.17	0.79	0.028	0.012	0.091	35.2	1.0	0	
R	± 0.25	0.18	0.81	0.021	0.010	0.015	30.8	2.4	18	比較例
S	± 1.49	0.21	0.81	0.022	0.008	0.025	40.1	0.4	3	
T	0.65	± 1.54	0.79	0.028	0.008	0.040	39.2	0.7	6	
U	0.64	0.18	± 2.21	0.028	0.008	0.045	41.4	0.6	2	
V	0.65	0.20	0.82	± 0.054	0.009	0.050	35.0	0.6	8	
W	0.63	0.20	0.81	0.025	± 0.061	0.045	34.4	0.6	9	
X	0.67	0.19	0.81	0.025	0.011	± 0.002	31.2	1.6	21	
Y	0.64	0.17	0.79	0.028	0.012	± 0.145	35.8	0.4	0	

(注1) 焼入れ、焼戻し条件=860℃×30min OQ、400℃×45min

熱延板焼鈍=富集中、680℃×24hr (加熱・冷却=40℃/hr)

シャルピー試験=JIS 4号 Vノッチ 板厚=2.5 mm

(注2) * は本発明の範囲外

これらの結果に示すように、本発明にかかる方法により得た鋼板は比較例に対して、吸収エネルギー、脱炭の抑制状況のいずれも優れたものとなっていることが認められた。

なお、さらにCr:1.50 %以下、Mn:0.50 %以下およびNi:2.00 %以下の合金成分の1種または2種以上を含有する場合についても試験を行い、本例と同様の吸収エネルギー、脱炭の抑制効果を確認した。

(発明の効果)

本発明は、以上説明したように構成されたことによって、表面の脱炭を効果的に抑制しながら素材の軟質化に必要な球状化焼鈍および目的の強度を付与するための焼入、焼戻しあるいはオーステンパー等が行えるという効果が奏され、産業上極めて有用なものである。

4. 図面の簡単な説明

第1図は、Sbの添加量と脱炭深度との関係を示すグラフ;

第2図は、焼鈍温度と限界冷圧率または熱延板

焼鈍後の硬度との関係を示すグラフ;

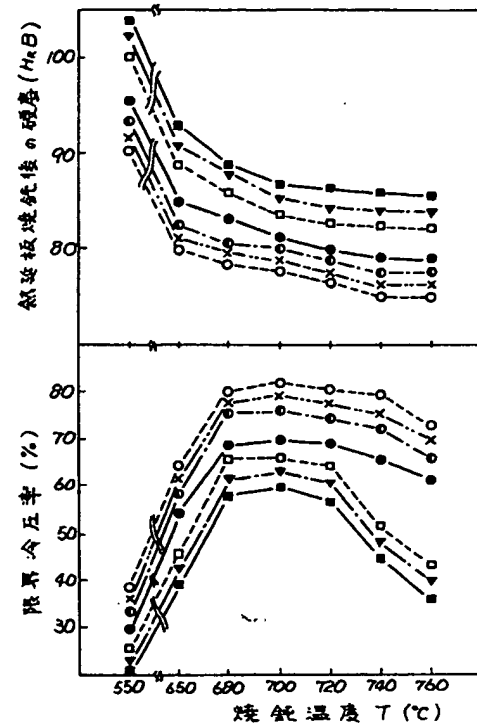
第3図は、巻取温度と限界冷圧率または熱延板焼鈍後の硬度との関係を示すグラフ; および

第4図は、冷却速度と限界冷圧率または熱延板焼鈍後の硬度との関係を示すグラフである。

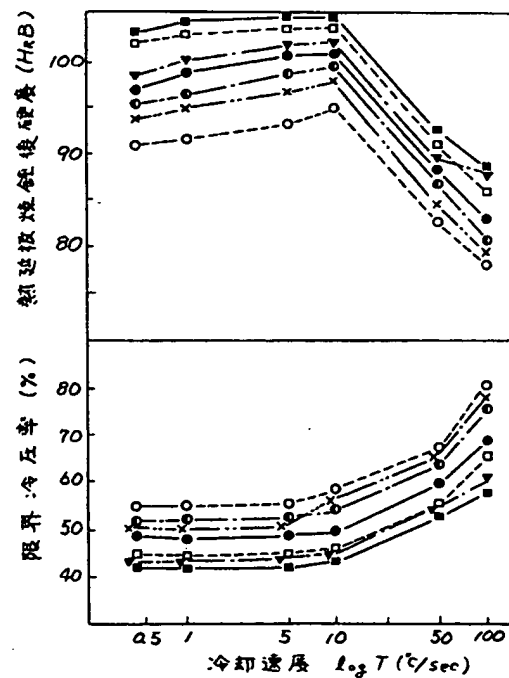
出願人 住友金属工業株式会社

代理人 弁理士 広瀬章一(外1名)

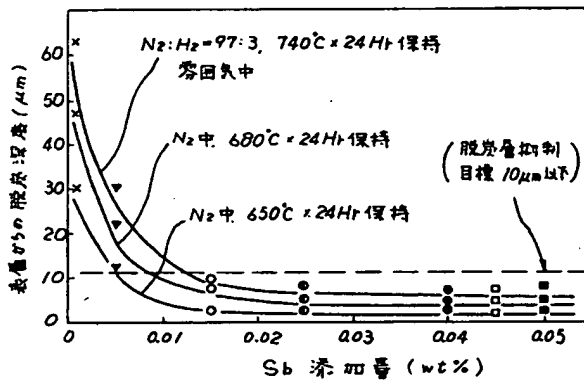
第2図



第4図



第1図



第3図

